

生物医用材料自增强工艺的研究现状及前景展望

龚建国¹, 张连洪¹, 崔宏祥^{2*}

(1. 天津大学 机械工程学院, 天津 300072; 2. 天津理工大学 材料科学与工程学院, 天津 300191)

摘要: 介绍了生物医用材料自增强的概念, 重点介绍了纺丝、熔体注塑和挤出、纤维集束模压成型、定向自由拉伸、固态挤出、成纤模压等自增强工艺, 对这些自增强工艺的原理作了简要的介绍, 并对生物医用材料的发展前景进行了展望。

关键词: 生物医用材料; 自增强; 拉伸强度

引言

生物材料作为材料科学的一个重要分支正引起人们越来越广泛的兴趣, 新的生物医用材料被广泛应用于人体组织工程材料、体内缝合线、外科用正骨材料等, 其应用前景十分看好。

生物医用材料是指用于医疗的能植入生物体或能与生物组织相接合的材料^[1~3]。生物医用材料主要分人工合成材料和天然材料两类。按照生物医用材料的成分和性质, 可分为医用金属和合金、医用高分子材料、生物陶瓷, 以及其它生物医用复合材料。

目前, 生物医用材料已经进入医用领域, 得到了广泛的应用, 尤其在骨修复领域, 生物医用材料具有不可替代的优点, 如生物医用材料可在体内降解并随代谢产物排出, 从而使患者免除二次手术的痛苦。但是, 对于已用于骨修复领域的聚乳酸(PLA)、聚羟基乙酸(PGA)、聚消旋乳酸(PDLLA)、聚左旋乳酸(PLLA)、共混物 PLGA/PDLLA^[4] 等生物医用材料都存在初始机械强度低的问题。为此, 文献^[5~11] 对以上几种材料的共混改性、增塑改性、纤维复合改性等进行了研究。文献^[8~10] 采用粒子填充来改善材料的力学性能, 但尚没有解决粒子增强相与高聚物基体间的界面结合问题。

自增强是指应用特殊的成型方法改变聚合物的聚集态结构, 从而使聚合物材料得到内在增强的效应。将自增强原理用于生物医用材料, 通过对生物医用材料自增强处理有望解决生物医用材料初始机械强度低、韧性差的缺陷。自增强材料内部大分子沿应力方向有序排列, 在化学键能一定的情况下, 材料的宏观强度得到大幅度提高, 同时分子链的有序排列使结晶度提高, 从而进一步提高材料的强度。这种生物材料自增强方式与传统的增强方式不同, 高分子材料的自增强由于增强相与基体的化学组成完全相同, 充分调动了材料内部的潜力且不存在增强相与基体在化学结构上的界面结合问题, 从而使得材料的整体力学性能更好。因此实现生物医用材料的自增强关键在于, 在生物材料的成型加工过程中, 通过各种手段使材料内部获得取向态的结构, 从而得到高力学性能的材料。目前, 生物医用材料自增强工艺主要有以下几种: 纺丝工艺、熔体注塑和挤出、纤维集束模压成型、定向自由拉伸、固态挤出、成纤模压增强等工艺手段^[12~45]。

1 生物医用材料的自增强工艺

1.1 纺丝工艺

纺丝工艺是目前高分子在溶(熔)相形变强化中一种成熟的工艺方法, 它又分为熔融纺丝、溶液纺丝

基金项目: 天津市自然科学基金资助项目(013603911);

作者简介: 龚建国(1979-), 男, 天津大学机械工程学院 2002 级硕士, 主要研究聚乳酸等通道转角挤压。

* 通讯联系人

和凝胶纺丝等几种。

聚乳酸(PLLA)的溶液纺丝主要采用干纺-热拉伸工艺。纺丝原液的制备一般采用二氯甲烷、三氯甲烷或甲苯作溶剂。Pennings 等在这方面作了系统的研究^[12~15]。1982 年,他们率先用溶液纺丝法制备出粘均相对分子质量为 $3 \times 10^5 \sim 5 \times 10^5$ 的聚乳酸纤维^[12],在 110°C 下把 PLLA 溶解于甲苯溶剂中,然后把纺丝溶液置于直径为 1mm 的圆锥形毛细管中挤出纺丝,丝条在室温下干燥,卷绕速率为 $25 \sim 35\text{cm/min}$ 。随后对初生纤维进行热拉伸,拉伸过程中应使整个加热区的温度梯度保持稳定,实验结果表明最佳拉伸温度为 $180 \sim 200^\circ\text{C}$,纤维的拉伸强度很大程度上取决于 PLLA 的相对分子质量和拉伸条件,所得纤维拉伸强度可高达 1GPa。后来, Pennings 等对工艺进一步改进,用二氯甲烷或三氯甲烷作溶剂,得到 PLLA 纤维的拉伸强度为 1.2GPa,杨氏模量为 15GPa。此外又把 PLLA 溶解于氯仿中,然后加入甲苯,随后将氯仿蒸馏出来制备 PLLA/甲苯溶液或直接制备 PLLA/氯仿/甲苯溶液^[15],纺制出性能更好的 PLLA 纤维,其拉伸强度高达 2.1GPa,杨氏模量为 16GPa。实验研究表明 PLLA 的相对分子质量及其分布、纺丝溶液的组成及浓度、拉伸温度、PLLA 的结晶度和纤维直径,都会影响最终纤维的力学性能^[16,17]。

由于溶液纺丝法的工艺较为复杂,溶剂回收难,纺丝环境恶劣;同时所采用的溶剂有毒,需经特殊处理才能适合于医疗卫生的要求,这在聚乳酸的合成成本较高的情况下,使其最终产品成本更高,从而限制了其应用。到目前为止采用溶液纺丝制备聚乳酸纤维还停留在实验室阶段。

聚乳酸(PLLA)的熔融纺丝主要采用高速纺丝一步法或纺丝-拉伸二步法工艺。日本岛津公司于 1992 年已在实验室中成功进行了 PLLA 的熔融纺丝。不过其可纺性和拉伸性在很大程度上依赖于 PLLA 原料的质量,同时由于熔融状态下 PLLA 会很快被水分解,因此在熔融纺丝前必须严格地除去水分^[18]。Pennings 等^[12]曾对粘均相对分子质量低于 3×10^5 的 PLLA 进行熔融纺丝研究,采用直径为 1mm 的毛细管在 185°C 下进行熔融纺丝。进行熔融挤出时,卷绕速率为 $25 \sim 35\text{cm/min}$,在 110°C 下热拉伸 8 倍,所获得的相对分子质量为 2.6×10^5 的 PLLA 纤维,其断裂强度 0.48GPa,初始模量 7GPa,断裂伸长 20%。

采用熔融纺丝法生产聚乳酸(PLLA)纤维目前已进入了商品化生产阶段。日本钟纺公司已有商品名为“Lactron”的 PLLA 长丝生产;尤尼吉卡公司通过熔融纺丝技术,成功地纺制了聚乳酸纤维,其商品名为“Terramac”。目前,熔融纺丝法生产聚乳酸纤维的工艺和设备正在不断地改进和完善,它已成为 PLLA 纺丝成形加工的主流。通过对 PLLA 的熔融纺丝,达到了对 PLLA 的自增强,生产出来的纤维可制作钓鱼线、医用缝合线等。

1.2 熔体注塑和挤出

近年来对熔体注塑和挤出成型自增强的研究越来越重视,并取得了一些成果。熔体注塑和挤出成型自增强的理论基础是^[19]:聚合物熔体在流动过程中,在特定的流动条件下,造成分子链的伸展取向,应变诱导其中高度取向的分子形成核,使分子链平行于原纤排列,应力诱导高分子以纤维方向为链轴取向,附晶向外延生长,从而通过分子结晶来固定这种链段的规整排列结构,赋予材料优良的力学性能。下面分别介绍熔体注塑和挤出两种自增强成型工艺的研究进展状况。

(1) 熔体注塑 在熔体注塑自增强^[20~25],通过拉伸流动或剪切流动使聚合物分子取向排列,并通过降低温度、提高压力把分子链取向与压力诱导结晶固定下来。

Keller 等^[26]在毛细管中的注塑表明,在伸展流动过程中,分子能否形成足够数量的纤维状晶体是增强的关键。他获得的自增强 HDPE 试样的弹性模量高达 $50 \sim 90\text{GPa}$,其高模量主要来自于纤维状晶体的贡献,这种纤维状晶体的结构明显不同于片晶。Kubat 等^[27]在一种改装的双筒注塑机上,通过高达 500MPa 的压力充模并保压,制得的增强高密度聚乙烯试样模量为 8GPa ,强度为 200MPa 左右。益小苏^[28]采用普通注射设备,使两种国产 HDPE(6100M 和 7000F)自增强后的拉伸强度分别达到了 116MPa (提高了 3.5 倍)与 107MPa (提高了 3.7 倍)。

(2) 熔体挤出 Ehrenstein 和 Pommimith 等^[29]研究了在连续挤出成型下聚合物的自增强。他们在普通的单螺杆挤出机上安装了一个锥形口模(拉伸比为 25/1,锥形流道的收敛角为 90°),使聚合物熔体在口模内形成拉伸流动诱导分子取向,控制口模出口冷却条件,保持其温度刚好高于聚合物熔点,以促使串晶

生成。口模内压力的升高导致聚合物熔点上升,产生聚合物熔体过冷度,整个截面上的熔体很快固化,同时将串晶结构固定下来。这种串晶结构能够赋予挤出物以很高的强度和弹性模量,运用这种方法挤出的自增强 HDPE 试样的最大拉伸强度达 160MPa(比普通试样的拉伸强度高 4.9 倍),弹性模量超过 17GPa(比普通试样的弹性模量高 11.1 倍)。

Bashir 和 Odell^[30] 实现了毛细管熔体挤出自增强工艺的连续性,他们连续挤出了 HDPE 丝和带。Odell 等采用了一种在相对分子质量分布曲线上包含高相对分子质量的 PE 材料,控制挤出时熔体的温度,使熔体在口模出口处的拉伸流动场的作用下,其内部高相对分子质量分子形成微纤,保持拉伸状态下卷绕细丝使微纤不致于收缩和熔融,剩下的熔体分子在微纤上结晶生成片状附晶。运用这种连续挤出工艺挤出的 PE 丝弹性模量为 10~20GPa,拉伸强度高达 1.2GPa,挤出 PE 带的弹性模量为 60~80GPa,拉伸强度为 1.5GPa。

通常聚乙烯有三种密度,随着密度的升高,其拉伸强度、硬度和化学稳定性也增高。自增强聚乙烯由于其优异的力学性能,得到广泛的应用。低密度聚乙烯在矫形外科中得到应用,但低密度聚乙烯不耐磨,所以它不适于制作耐磨损的人工器官。此外低密度聚乙烯还广泛地用于矫形、眼科和心血管外科,以及泌尿外科和腱的修复。高密度聚乙烯医学应用的最新进展是用高密度聚乙烯海绵制作人工内耳。一些超高分子量可达到四百万,这种聚乙烯能成功地用于矫形外科,制作全人工关节的髌臼杯。

1.3 纤维集束模压成型

纤维集束模压成型是目前为止研究得比较成功的一种自增强工艺。根据纤维增强的一般机理,在拉伸时复合物中的纤维承受拉伸应力,而纤维基体的作用是粘结纤维成束。图 1 给出纤维集束模压成型的自增强复合物的微观结构。

纤维集束模压成型可采用不同的加工方法^[31]。如将高聚物熔体与同种材料的纤维混合,熔体-纤维混合物在模具中快速冷却成型,用此种方法制得的自增强 PGA/PLA 棒(纤维含量 30%(质量分数),直径为 4.5mm)拉伸强度为 260MPa,未增强时为 50MPa。

另一种纤维集束模压成型方法是将聚合物纤维在模具中平行排列,在一定压力下加热使其表面熔化而粘合,再冷却成型。用此方法制得的自增强 PGA 棒(长 70mm,直径 4.5mm),拉伸强度为 380MPa,未自增强 PGA 棒时仅为 60MPa。

纤维集束模压成型工艺适合于几乎所有的生物可降解聚合物如聚乳酸(PLA),共聚物(PLLA/PDLLA),聚羟基乙酸(PGA)、聚二氧六环(PDS)等,而且自增强后的聚合物可以制成板状、棒状、螺钉等各种形状。

1.4 定向自由拉伸

自由拉伸是在很大的拉伸比下使材料发生很大的塑性变形,促使材料内部的分子高度取向,以期获得高模量材料的传统方法,即用拉伸外力强迫改变大分子的构象,造成分子链在力的作用线方向上的取向,并固定住这个取向,从而获得高强度的自体纤维增强的复合材料。这是拉伸过程中高分子材料自增强的材料学基础。

图 2 所示为实际自由拉伸的示意图。通过采用拉伸方法获取高取向结构需通过结晶和分子取向过程中的最佳参数来实现。Tunc 等^[32] 研究了自由拉伸自增强工艺 PLA 的自增强行为。自由拉伸自增强工艺过程为:PLA 挤出或注塑成型后,以一定的速率冷却结晶,这样可以得到一定强度的材料;冷却成型后的试样加热至 $T_g \sim T_m$ 之间后,对热试样施以一定的速率拉伸,直到获得适当的拉伸比;最后,以一定的速率释放拉力。他们得到的自增强后的 PLA,拉伸比为 10.6 时,其拉伸强度达 490MPa,这一值比未自增强的 PLA 增加了约 7 倍。

自由拉伸极大地改变了生物医用材料内部的超分子结构,构成了大分子的强迫取向状态,因此材料的强度和弹性模量都得到了提高。此方法的不足在于它仅局限于小尺寸线材的加工。在自由拉伸过程

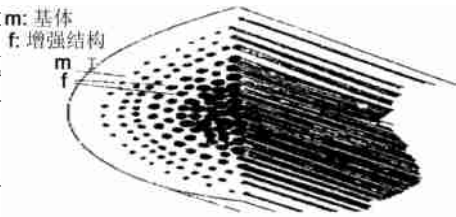


图 1 自增强复合材料的微观结构
Figure 1 The microstructures of self-reinforcing composites

中,增强材料的模量与拉伸比的关系几乎是线性的,其他影响材料自然拉伸比(也叫最大拉伸比)的因素还包括相对分子质量大小、相对分子质量分布、材质、拉伸速度、热处理历史等^[33,34]。

1.5 固态挤出

固态挤出是使物料在很大的压力下通过一个收缩的锥形口模,产生很大的塑性变形,从而使材料内部分子高度取向,以达到增强的目的。与自由拉伸的结果相似,固态挤出材料的模量随挤出比的增加而增加。对固态挤出工艺进行的研究工作开展较早^[35,36],认为此工艺中最重要的参数是拉伸比(draw ratio, DR)以及挤出温度、压力、锥形模具的锥角度数等。固态挤出如图3所示。

固态挤出的材料要比自由拉伸的材料有更大的弹性模量,原因在于挤出工艺中压力诱导的伸展链大分子及由这些大分子所构成的微原纤维增强作用。与拉伸过程类似,固态挤出也是力图除高分子材料中链的折叠,使大分子链取向获得高模量的聚合物。Ferguson等^[37]对固态挤出的PLLA、PDLIA及PLLA/PDLIA的性质研究表明,对于固态挤出,一般有一个对应最佳力学性质(弯曲模量、弯曲强度)的拉伸比。例如对于PLLA,当拉伸比为16时,力学性质达到最好,其弯曲模量、弯曲强度、剪切强度分别为13.7GPa、211MPa、248MPa,而一般的熔体挤出所得的PLLA,此三者分别为4.5GPa、129MPa、67MPa。

Weiler等^[38]对固态挤出的PDLA实验研究表明,分子量为 28×10^4 的PDLA经熔体挤压出后,PDLA棒初始的弯曲模量为1.1~5.3GPa,弯曲强度为128~132MPa,剪切强度为55~65MPa。经在拉伸比DR为6,温度为105℃时,经固态挤出自增强后,其弯曲模量为6.2~9.2GPa,弯曲强度为181.2~183.8MPa,剪切强度为172.8~175.2MPa^[38]。

对PDLA的多次实验研究表明,温度和拉伸比DR对固态挤出的PDLA棒的力学性能影响较大;影响PDLA棒力学性能的另一因素是分子量,通常分子量越高,强度也更高。在最佳的温度和拉伸比DR下,通过固态挤出的PDLA棒,最高的弯曲强度为200MPa,弯曲模量为9GPa^[38]。如果进一步优化锥形模具和挤出条件,可以得到更高强度的PDLA。目前,自增强后的PDLA材料,主要应用在较低承载力的骨折内固定整形外科手术中;由于其优异的可降解、可吸收性,PDLA材料的最终目标是用在长骨内固定中,以承载更大外力,有足够的时间来维持骨折的治愈。

与自由拉伸相比,固态挤出的材料微纤结构更加规整、致密,弥补了自由拉伸只能加工小尺寸材料的局限,为大尺寸试样的加工提供了可能,而且此方法材料的变形度只与坯料和口模的尺寸有关,而不象自由拉伸那样还受到材质等因素的影响。这种方法的缺点是生产不能连续化,效率较低。

1.6 成纤模压增强

聚(L-乳酸)(PLLA)是国际上生物医用材料研究的热门课题之一,被认为是骨折固定最有应用前景的材料。但用通常的加工方法成型的PLLA,初始弯曲强度和剪切强度仅分别为57~145MPa和53~61MPa,不能满足临床上特别是皮质骨固定的要求。采用高强度的PLLA纤维集束模压的自增强^[39,40]和其它增强技术^[41~43],可获得高强度的PLLA材料及器件,但这些增强技术工艺复杂,技术和设备要求高,而且每次加工需较大的物料量,这对较为昂贵的PLLA来说,无疑增大了它的研究和推广应用投入。廖凯荣等^[44]采用成纤模压增强技术增强PLLA,获得了高强度的PLLA材料及器件,并且工艺较为简单,成本较低。

PLLA的成纤模压增强在一套专门设计的模具内进行,示意图见图4。PLLA模坯在模压过程中从中央部位向两边模腔发生形变。在低于PLLA结晶熔融温度进行模压时,形变过程中模坯受到较大的取向作用,最终使PLLA分子链和微晶拉伸取向,以达到增强的目的。

模压前先将聚合所得的PLLA在200℃下热压成一定尺寸的模坯,然后把模坯放入模腔,调节温度和

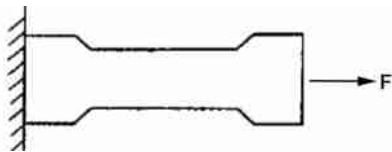


图2 自由拉伸

Figure 2 Free extension

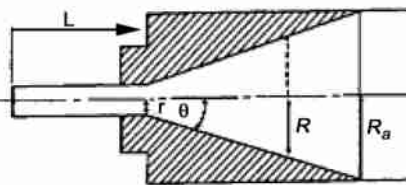


图3 固态挤出

Figure 3 Contracting extension

施压速度将模坯模压成型。在 140℃模压的 $\varnothing 3.2\times 100\text{mm}$ 的 PLLA (分子量 71.0×10^4) 棒材的弯曲强度为 250 ~ 280MPa, 剪切强度为 170 ~ 185MPa, 弯曲模量为 $3.8\sim 4.8\text{GPa}^{[44]}$; 在 60℃模压的 $\varnothing 3.2\times 100\text{mm}$ 的 PDLIA (分子量 10×10^4) 棒材的弯曲强度为 168 ~ 176MPa, 剪切强度为 91 ~ 102MPa。而通常的熔融模压制备的 PLLA 棒、PDLLA 棒的初始弯曲强度分别为: 101 ~ 109MPa 和 81 ~ 89MPa, 初始剪切强度分别为: 50 ~ 56MPa 和 51 ~ 67MPa^[45]。可见 PLLA、PDLLA 棒的强度, 都得到了大幅度的提高。同时, PLLA、PDLIA 棒的力学性能达到 PLLA、PDLLA 纤维集束模压自增强^[39, 40]和固态挤出、拉伸等增强技术^[41~43]的水平。

实验发现成纤模压的温度不宜过高^[44]。模压温度过高, 聚合物部分熔融发生流动形变, 分子链取向程度降低, 强度下降, 分子量也下降严重。同时, 模压速度过快或过慢均不利于分子链的有效取向。成纤模压法可以降低原料分子量的损失程度, 而且工艺简便, 有很高的实用价值。

1.7 其它工艺

除上述工艺之外, 还有一些自增强工艺, 如口模拉伸^[46]、挤出-辊牵伸^[47]、利用热致液晶高分子 (TLCP) 进行原位增强^[48]也都是实现生物医用材料自增强的有效手段。

2 自增强医用生物材料的发展趋势

由于通过自增强工艺可以获得的优异力学性能生物医用材料, 使其在医学上, 尤其在骨修复领域有广阔的应用前景。许多文献采用自增强的 PLA、PGA、PLLA、PLLA/PDLLA、PDLIA 以及 PLA/PGA 进行动物体内股骨、下颌骨、掌骨及软骨等的固定以及体内降解速率和强度值的测定, 证明了用自增强手段获得的材料用于骨固定, 其初始力学强度是足够的, 但这些材料在体内的降解速率非常快, 因此它们仅局限于固定骨折愈合相对较快的骨骼, 而且固定部分在愈合期间不能承受大的应力, 有待进一步解决自增强可降解生物材料在体内降解速率过快的问

题。随着生物医用材料广泛应用, 尤其是可降解生物材料应用, 应进一步开发出具有特殊功能、安全可靠的新一代医用植入可降解材料, 如低模量、高柔顺性、高强度的材料, 用于单丝手术缝线及外科高柔软性导管等; 研制能在体内维持较长时间的高强度可吸收缝合线等。目前, 除了大脑, 几乎所有人体器官都有人造代用品, 它们都是用生物医用材料制造的。自增强医用生物材料由于基体与增强相化学结构相同, 故不存在界面间的结合问题, 而生物医用材料中分子链的高度取向又使材料具有优异的力学性能^[32]。因此, 在医用生物材料领域, 对生物材料实现自增强具有良好的应用前景。

参考文献:

[1] Park J B, Lakes R S. Biomaterials; an introduction, Plenum Press, New York, 1992.

[2] Black J. Biological Performance of Materials, Marcel Dekker, Inc. 1992.

[3] Silver F H. Biomaterials, Meddical Devices and Tissue Engineering, An integrated approach, Chapman and Hall. 1994.

[4] 陈宇轩, 吕春堂, 周树复, 等. 华北国防医药, 2002, 14(1): 5.

[5] Kalb B, Pennings A J. Polymer , 1980, 21: 3.

[6] Perkins W G, Capiatl N J, Porter R S. Polym Eng Sci, 1976, 16: 3.

[7] Busse W E. J Polym Sci, 1967, A2, 1261.

[8] Hawkins J M, Lewis T A, Loren S D, et al. J Org Chem, 1990, 55: 6265.

[9] Pagan P J, Calabrese J C, Malone B. Science, 1991, 252, 1160.

[10] Chai Y, Guo T, Jin C, et al. J Phys Chem, 1991, 95: 7564.

[11] 程蓉, 钱欣. 化工进展, 2002, 21(11): 824.

[12] 邓贤, 邹珏. 合成纤维, 1995, 24(5): 26.

(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

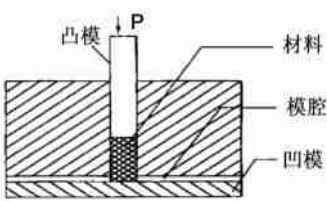


图4 成纤模压增强示意图
Figure 4 The schematic diagram of the mold used for fibrillated compression molding

- [13] 倪天民. 合成纤维工业, 1994, 17(6): 37.
- [14] 王雅珍, 崔婧辉, 潘瑞彬. 合成纤维, 1998, 27(3): 42.
- [15] 赵淑芝. 合成纤维, 1993, (6): 37.
- [16] Nevrekar N B. Colourage, 1993, 40(11): 15.
- [17] 沈锂鸣, 等. 北京服装学院学报, 1999, 19(1): 1.
- [18] 吴建华, 等. 合成纤维, 1995, 24(10): 21.
- [19] Ehrenstein G W, Maertln C L. Kassel. Kunststoffe, 1985, 75(2): 105.
- [20] Kubat J, Manson J A, Rigdahl M. Polym Eng Sci. 1983, 23: 837.
- [21] Ehrenstein G W. Dis Angew Macromol Chem, 1990, 175: 187.
- [22] Prox M, Ehrenstein G W. Kunststoffe, 1991, 81: 30.
- [23] Prox M, Ehrenstein G W. Speantec Proc, 1993, 1: 678.
- [24] Shlykora T S, et al. Polym Eng. 1993, 12: 21.
- [25] Caharoos E L, Bayer R K, et al. Polym Eng, 1989, 29: 193.
- [26] Keller A, Odell J A. J Polym Sci. 1978, 155: 63.
- [27] Kubat J, Manson J A. Polym Eng Sci. 1983, 23: 689.
- [28] 益小苏. 高分子材料科学与工程, 1990, 4: 56.
- [29] Promimit B, Ehrenstein G W. Adv Polym Technol, 1991, 11(2): 91.
- [30] Bashir Z, Odell J A. Colloid Polym Sci, 1989, 267: 116.
- [31] Tomala P, et al. Finish Pat Appl, 1983, (85): 1828.
- [32] Turc D C, Jadhav B. Progress in Biomedical Polymers, 1990: 239.
- [33] Copaccio G, Ward I M. Polym Mater Sci, 1975, 219: 15.
- [34] Capacci G, Crompton T A. ACS Polym Prepr, 1997, 18: 343.
- [35] Mitchell D J, Porter R. Macromolecules, 1985, 18: 1218.
- [36] Zachariades A E, Mead W T, Porter P S. Chem Rev, 1980, 80: 351.
- [37] Ferguson S, Wahl D, Gogolewski S. J Biomed Mater Res, 1996, 30: 245.
- [38] Weiler W, Gogolewski S. Biomaterials, 1996, 17: 529.
- [40] Pobjonen T, Helevirta P, Tomala P, et al. Mater Sci, Mater Med, 1997, 8: 311.
- [41] Ferguson S, Wahl D, Gogolewski S. J Biomed Mater Res, 1996, 30: 543.
- [42] Matsusue Y, Yamamoto T. J Biomed Mater Res, 1992, 26: 1533.
- [43] Shikinami Y, Hata K, Okuno M. Bioceram Proc Int Symp Ceram Med, 1996, 9: 391.
- [44] 廖凯荣, 卢泽俭, 李洪权. 高分子学报, 2000, (3): 335.
- [45] 全大萍, 卢泽俭, 等. 功能高分子学报, 2000, 12(2): 161.
- [46] 谭洪生, 等. 中国塑料, 1997, 11: 64.
- [47] Coates P D, Ward I M. J Mater Sci, 1978, 13: 1957.
- [48] 益小苏, 沈烈. 材料研学报, 1996, 10(4): 337.

The Research Status and the Developing Trends of Self-reinforced Biomedical Materials

GONG Jian-guo¹, ZHANG Lian-hong¹, CUI Hong-xiang^{2*}

(1. School of Mechanical Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072, China

2. Tianjin University of Technology, Tianjin 300191, China)

Abstract: Concept of self-reinforced biomedical materials, especially some self-reinforced techniques such as spinning, melt injection and extrusion, fibrillated cluster compressing molding, free extension, solid-state extrusion, fibrillated compressing molding, are introduced. The principle of the techniques is discussed. And the developing trends of biomedical materials research and application are prospected.

Key words: Biomedical materials; Self-reinforce; Tensile strength